

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-271137

(43)Date of publication of application : 02.10.2001

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/58

(21)Application number : 2000-088696

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

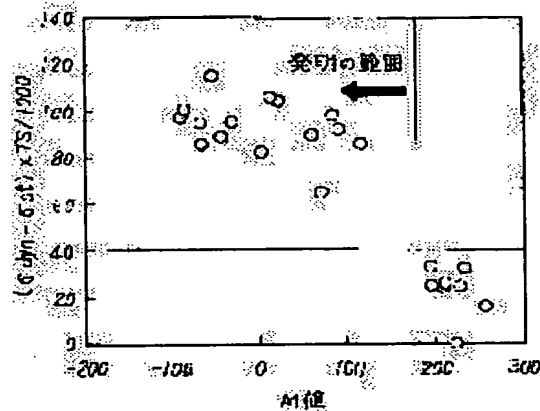
(22)Date of filing : 28.03.2000

(72)Inventor : TAKAHASHI MANABU
FUJITA NOBUHIRO**(54) HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET HAVING HIGH DYNAMIC DEFORMATION RESISTANCE AND GOOD FORMABILITY, AND ITS PRODUCTION METHOD**

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength cold rolled steel sheet having good workability and high dynamic impact energy absorptivity by limiting the components in the steel sheet and its microstructure, and to provide its production method.

SOLUTION: In this high strength cold rolled steel sheet having high dynamic deformation resistance and good formability, the microstructure of steel in which included Co is limited by 0.01 to 3 mass %, is formed in ferrite or bainite as a main phase with the maximum volume fractional ratio and the second phase containing retained austenite of $\geq 3\%$ by volume fractional ratio, the value decided by the content of solid solution C [C] in the retained austenite and the average Mn equivalent in the steel Mneq, i.e., $M = (678 - 428 \times [C] - 33 \times \text{Mneq})$ is -140 to 180 , and the static average stress of 3 to 10% σ_{st} , the static maximum stress TS and dynamic average stress of 3 to 10% σ_{dyn} satisfy the inequality of $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1,000 \geq 40$, and the production method.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-271137

(P2001-271137A)

(43) 公開日 平成13年10月2日 (2001.10.2)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	F
C 2 2 C 38/58		C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数11 O L (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願2000-88696(P2000-88696)

(22) 出願日 平成12年3月28日 (2000.3.28)

(71) 出願人 000008655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 高橋 孝

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 藤田 展弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 100074790

弁理士 椎名 強

最終頁に続く

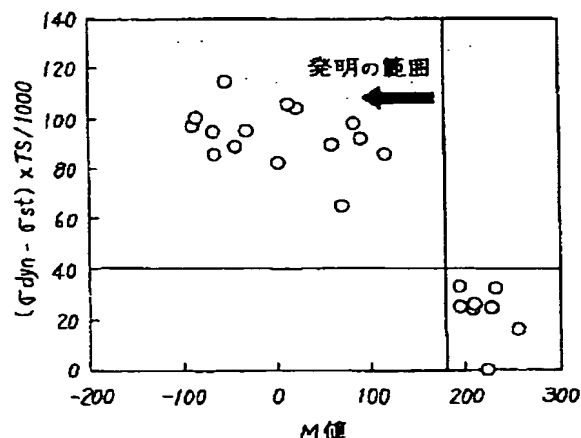
(54) 【発明の名称】 高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、鋼板の成分とミクロ組織を限定する事によって、高い動的な衝撃エネルギー吸収能を有する良加工性高強度冷延鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 0.01~3質量%のCを含む成分を限定した鋼のミクロ組織をフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織とし、残留オーステナイト中の固溶C量[C]と鋼材の平均Mn等量Mneqによって決まる値 $M = (678 - 428 \times$

$[C] - 33 \times Mneq)$ が-140以上180以下であり、3~10%の静的平均応力 σ_{st} と静的な最大応力TS及び3~10%の動的平均応力 σ_{dyn} とが、式 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000 \geq 40$ を満足する事を特徴とする高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板とその製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、Cを0.04%以上0.3%以下、Mn、Ni、Cr、Cu、Moの中の1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3%以下、Coを0.01%以上3%以下含み、残部がFe及び不可避的不純物からなり、最終的に得られるミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織である高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項2】 残留オーステナイト中の固溶C質量% [C] と鋼材の平均Mn等量質量% ($Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$) によって決まる値 ($M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq}$) が-140以上180以下である請求項1記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項3】 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} と最大応力TS及び、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} とが、式 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000 \geq 40$ を満足する事を特徴とした請求項1または請求項2記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項4】 Nb、Ti、Vの1種又は2種以上を合計で0.3質量%以下含む事を特徴とした請求項1~3のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項5】 Pを0.2質量%以下含むことを特徴とした請求項1~4のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項6】 Bを0.01質量%以下含むことを特徴とした請求項1~5のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項7】 0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.4以上であることを特徴とした請求項1~6のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項8】 最終的に得られたミクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、体積分率最大の相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする請求項1~7のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【請求項9】 請求項1及び4~6のいずれか1項に記

載の成分を有する鑄造スラブを、鑄造ままもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ °C以上 $Ac_3 + 50$ °C以下の温度で10秒~3分焼鈍した後に、 $1 \sim 10$ °C/秒の一次冷却速度で $550 \sim 700$ °Cの範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続き $10 \sim 200$ °C/secの二次冷却速度で $320 \sim 500$ °C以下の二次冷却停止温度まで冷却した後 $320 \sim 500$ °C以下の温度範囲で15秒~20分保持し、室温まで冷却することで、最終的に得られるミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶C質量% [C] と鋼材の平均Mn等量質量% ($Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$) によって決まる値 ($M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq}$) が-140以上180以下で、 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} と最大応力TS及び、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} とが、式 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS \geq 40$ を満足する事を特徴とした、高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項10】 0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.3以上であることを特徴とした請求項9記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項11】 最終的に得られたミクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、体積分率最大の相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする請求項9又は10記載の動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車部材等に使用され、衝突時の衝撃エネルギーを効率よく吸収することによって乗員の安全性確保に寄与することの出来る高い動的変形抵抗を示す高強度冷延鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車衝突時の乗員保護が自動車の最重要性能として認識され、それに対応するための高い高速変形抵抗を示す材料への期待が高まっている。例えば乗用車の前面衝突においては、フロントサイドメンバと呼ばれる部材にこの様な材料を適用すれば、該部材

が圧潰することで衝撃のエネルギーが吸収され、乗員にかかる衝撃を和らげることが出来る。自動車の衝突時に各部位が受ける変形の歪み速度は 10^3 (1/s)程度まで達するため、材料の衝撃吸収性能を考える場合には、この様な高歪み速度領域での動的変形特性の解明が必要である。また同時に、省エネルギー、CO₂排出削減を目指して自動車車体の軽量化を同時に達成することが必須と考えられ、このために有効な高強度鋼板へのニーズが高まっている。

【0003】例えば本発明者らは、CAMP-ISIJ Vol. 9 (1996) P. 1112~1115に、高強度薄鋼板の高速変形特性と衝撃エネルギー吸収能について報告し、その中で、 10^3 (1/s)程度の高歪み速度領域での動的強度は、 10^{-3} (1/s)の低歪み速度での静的強度と比較して大きく上昇すること、材料の強化機構によって変形抵抗の歪み速度依存性が変化すること、この中で、TRIP (変態誘起塑性) 型鋼やDP (フェライトマルテンサイト2相) 型鋼が他の高強度鋼板に比べて優れた成形性と衝撃吸収能を兼ね備えていることを報告している。

【0004】また、残留オーステナイトを含む耐衝撃特性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものとして特開平7-18372号公報に開示があるが、衝撃吸収能を変形速度の上昇に伴う降伏応力の上昇のみで表現していることから、衝撃吸収能を向上させるために、残留オーステナイトの量以外に残留オーステナイトの性質をどの様に制御すべきかは明確にされていない。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、自動車衝突時の衝撃エネルギーの吸収に及ぼす部材構成材料の動的変形特性は少いづつ解明されつつあるものの、衝撃エネルギー吸収能に優れた自動車部品用鋼材としてどのような特性に注目し、どのような基準に従って材料選定を行うべきかは未だ十分には明らかにされていない。また、自動車用部品は、鋼材をプレス成形によって要求された部品形状に成形され、その後一般的には塗装焼き付けされた後に自動車に組み込まれ、実際の衝突現象に直面する。従って、プレス加工性と衝突時の衝撃吸収エネルギー能の両立が重要であると考えられる。本発明は、フロントサイドメンバー等の衝突時の衝撃エネルギー吸収を担う部品に成形加工されて使用される鋼材で、高い衝撃エネルギー吸収能を示す良加工性の高強度鋼板とその製造方法を提供することを目的としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するため、本発明は、

(1) 質量%にて、Cを0.04%以上0.3%以下、Mn、Ni、Cr、Cu、Moの中の1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下、SiとAlの一方または双方を合計で0.5%以上3%以下、Coを

0.01%以上3%以下含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、最終的に得られるミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織である高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【0007】(2) 残留オーステナイト中の固溶C質量% [C]と鋼材の平均Mn等量質量% ($Mn_{eq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$) によって決まる値 ($M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times Mn_{eq}$) が -140 以上 180 以下である前記(1)記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

(3) $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} と最大応力TS及び、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} とが、式 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000 \geq 40$ を満足する事を特徴とした前記(1)または(2)記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【0008】(4) Nb、Ti、Vの1種又は2種以上を合計で0.3質量%以下含む事を特徴とした前記

(1)~(3)のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

(5) Pを0.2質量%以下含むことを特徴とした前記(1)~(4)のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

(6) Bを0.01質量%以下含むことを特徴とした前記(1)~(5)のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【0009】(7) 0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.4以上であることを特徴とした前記(1)~(6)のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

(8) 最終的に得られたミクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、体積分率最大の相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする前記(1)~(7)のいずれか1項に記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板。

【0010】(9) 前記(1)及び(4)~(6)のいずれか1項に記載の成分を有する鍛造スラブを、鍛造ままもしくは一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、連続焼鈍工程で焼鈍して最終的な製品とする際に、 $0.1 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ °C以上 $Ac_3 + 50$ °C以下の温度で10秒~3分

焼鈍した後に、 $1\sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の一次冷却速度で $550\sim 700^{\circ}\text{C}$ の範囲の一次冷却停止温度まで冷却し、引き続いて $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の二次冷却速度で $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ 以下の二次冷却停止温度まで冷却した後 $320\sim 500^{\circ}\text{C}$ 以下の温度範囲で $15\text{秒}\sim 20\text{分}$ 保持し、室温まで冷却することで、最終的に得られるマイクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相とし、体積分率で3%以上の残留オーステナイトを含む第2相との複合組織であり、残留オーステナイト中の固溶C質量% [C]と鋼材の平均Mn等量質量% ($\text{Mn eq} = \text{Mn} + (\text{Ni} + \text{Cr} + \text{Cu} + \text{Mo}) / 2$) によって決まる値 ($M = 678 - 428 \times [\text{C}] - 33 \times \text{Mn eq}$) が -140 以上 180 以下で、 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3} (1/\text{s})$ の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim 10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} と最大応力TS及び、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3 (1/\text{s})$ の歪み速度範囲で変形した時の $3\sim 10\%$ の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} とが、式 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS \geq 40$ を満足する事を特徴とした、高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

【0011】(10)0%超10%以下の予変形を与えた後の鋼材の残留オーステナイト体積分率が2.5%超であり、かつ、予変形前の残留オーステナイト体積分率と予変形後の残留オーステナイト体積分率の比が0.3以上であることを特徴とした前記(9)記載の高い動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法。

(11)最終的に得られたマイクロ組織中の残留オーステナイトの平均粒径と、体積分率最大の相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比が0.6以下であることを特徴とする前記(9)又は(10)記載の動的変形抵抗と良好な成形性を有する高強度冷延鋼板の製造方法にある。

【0012】

【発明の実施の形態】自動車のフロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材は、鋼板のプレス成形加工等によって製造され、自動車の衝突時に効率よく衝撃エネルギーを吸収することが要求される。従って、良好なプレス成形性と衝撃時の高いエネルギー吸収能の両立が必要となる。本発明者らの研究結果、この様な成形性と優れた衝撃吸収特性を両立させうる高強度鋼板として、鋼板に適量の残留オーステナイトを含むことが適していることを見いだした。すなわち、最適なマイクロ組織は、種々の置換型元素によって容易に固溶強化されるフェライトもしくはベイナイトを体積分率最大の相として、変形中に硬質のマルテンサイトに変態する残留オーステナイトを体積分率で3%以上含む場合に、上記両特性の両立が可能であることが判明した。残留オーステナイトの体積分率の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることが

できるが、その量(%)が鋼板のC濃度(質量%)の120倍を越える場合にはオーステナイトの安定性が十分でなく、結果として成形性や衝撃エネルギー吸収能を低下させるために $120 \times \text{C}(\%)$ 以下とする事が好ましい。また、初期マイクロ組織にマルテンサイト粒子を含む場合にも、他の条件が満足されれば、本発明の範囲内である。

【0013】この時の各成分の限定理由は下記のとおりである。

C: 0.04%以上0.3%以下

Cはオーステナイトを室温で安定化させて残留させるために必要なオーステナイトの安定化に貢献する最も安価な元素であるために、本発明において最も重要な元素といえる。鋼材の平均C量は、室温で確保できる残留オーステナイト体積分率に影響を及ぼすのみならず、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化する事で、残留オーステナイトの加工に対する安定性を向上させることが出来る。しかしながら、この添加量が0.04質量%未満の場合には、最終的に得られる残留オーステナイト体積分率が3%以上を確保することが出来ないため0.04%を下限とした。一方、鋼材の平均C量が増加するに従って確保可能な残留オーステナイト体積分率は増加し、残留オーステナイト体積分率を確保しつつ残留オーステナイトの安定性を確保することが可能となる。しかしながら、鋼材のC添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、プレス加工等の成形性を阻害するのみならず、静的な強度上昇に比して動的な応力上昇阻害されると共に、溶接性を低下させることによって部品としての鋼材の利用が制限されるようになる。従って鋼材のC質量%の上限を0.3%とした。

【0014】Co: 0.01%以上3%以下

Coは本発明において最も重要な添加元素の一つである。残留オーステナイトの安定性を向上させることは後述のように鋼板の成形性の向上のみならず動的な変形抵抗を向上させることによって衝突時のエネルギー吸収能を向上させる。このとき、オーステナイトの安定性を決定するのは残留オーステナイト中の化学成分である。発明者らは、種々の化学組成のオーステナイトを調査した結果、Coが効率的に残留オーステナイト中の炭素濃度を高める事で、残留オーステナイトを安定化できることを発見した。

【0015】図1にはCoの添加量を変化させた表1の鋼を熱延後冷延・焼鈍した鋼板の $3\sim 10\%$ 歪みでの高速変形時の平均応力 σ_{dyn} と静的な引張り試験時の平均応力 σ_{st} および静的な引張り試験の最大応力TSによって求まる値 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000$ をCoの添加量に対してプロットした。この縦軸が大きいほど、同一の強度レベルで比較した際の動的変形抵抗が高いことを示す。図から明らかなように、Coの添加は動的変形抵抗を向上させる。このときCoの添加

量が0.01質量%未満では上式の値が40未満となり、後述のように実部材からの要求に応えられないため、これをC添加の下限とした。また、Cを3質量%超添加することは経済的に大きなデメリットを生じる

ためにこれをC添加の上限とした。

【0016】

【表1】

表 1

記号	化 学 成 分 (質量%)																備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	V	B	
Q1	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.004									本 発 明 鋼
Q2	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.02									
Q3	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.10									
Q4	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.30									
Q5	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.60									
Q6	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	1.00									
Q7	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	1.50									
Q8	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	2.00									

【0017】Al、Si：一方または双方を合計で0.5%以上3%以下

AlとSiは共にフェライトの安定化元素であり、フェライト体積率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きがある。また、Al、Si共にセメンタイトの生成を抑制することから、効果的にオーステナイト中へのCを濃化させることを可能とすることから、室温で適当な体積分率のオーステナイトを残留させるためには不可欠な添加元素である。このような機能を持つ添加元素としては、Al、Si以外に、PやCu、Cr、Mo等があげられ、このような元素を適当に添加することも同様な効果が期待される。

【0018】しかしながら、AlとSiの一種もしくは双方の合計が0.5質量%未満の場合には、セメンタイト生成抑制の効果が十分でなく、オーステナイトの安定化に最も効果的な添加されたCの多くが炭化物の形で浪費され、本発明に必要な残留オーステナイト体積率を確保することが出来ないかもしくは残留オーステナイトの確保に必要な製造条件が大量生産工程の条件に適しない。従って下限を0.5質量%とした。また、AlとSiの一種もしくは双方の合計が3.0%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化や脆化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招き、また化成処理性等の表面処理特性が著しく劣化するために、3.0質量%を上限値とした。

【0019】Mn、Ni、Cr、Cu、Mo：1種または2種以上を合計で0.5%以上3.5%以下
Mn、Ni、Cr、Cu、Moは全てオーステナイト安定化元素であり、室温でオーステナイトを安定化させるためには有効な元素である。特に、溶接性の観点からC

の添加量が制限される場合には、このようなオーステナイト安定化元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させることが可能となる。また、これらの元素はAlやSi程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもする。更に、これらの元素はAl、Siと共にマトリックスであるフェライトやベイナイトを固溶強化させることによって、高速での動的変形抵抗を高める働きも持つ。

【0020】しかしながら、これらの元素の1種もしくは2種以上の添加の合計が0.5質量%未満の場合には、必要な残留オーステナイトの確保が出来なくなるとともに、鋼材の強度が低くなり、有効な車体軽量化が達成できなくなることから、下限を0.5質量%とした。一方、これらの合計が3.5質量%を超える場合には、母相であるフェライトもしくはベイナイトの硬質化を招き、歪み速度上昇による変形抵抗の増加を阻害するばかりでなく、鋼材の加工性の低下、靱性の低下、さらには鋼材コストの上昇を招くために、上限を3.5質量%とした。

【0021】Nb、Ti、V：1種又は2種以上を合計で0.3質量%以下

また、必要に応じて添加するNb、Ti、Vは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化する事が出来るが、その合計が0.3%を超えた場合には母相であるフェライトやベイナイト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出し、高速変形時の可動転位発生源となつて、高い動的変形抵抗を得ることが出来なくなる。また、炭化物の生成は、本発明にとって最も重要な残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害し、Cを浪費することから上限を0.3質量%とした。但し、これらの元素の添加

によって高強度化するためには、Nb、Ti、Vの合計で0.005質量%以上添加することが好ましい。

【0022】P：0.2質量%以下

更に、必要に応じて添加するPは、鋼材の高強度化や前述のように残留オーステナイトの確保に有効ではあるが、0.2質量%を超えて添加された場合には鋼材のコストの上昇を招くばかりでなく、体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの変形抵抗を必要以上に高め、かつ高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害する。更に、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靱性の劣化を招くことから、0.2質量%をその上限とした。但し、Pの添加の効果を得るためには、0.005質量%以上含有することが好ましい。

【0023】B：0.01質量%以下

また、必要に応じて添加するBは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.01質量%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、高速変形時の変形抵抗の上昇を阻害すると共に、部品への加工性も低下させることから、上限を0.01質量%とした。但し、Bの添加効果を得るためには、0.0005質量%以上含有することが好ましい。

【0024】次に、フロントサイドメンバー等の衝撃吸収用部材は、特徴的にハット型の断面形状をしており、このような部材の高速での衝突圧潰時の変形を本発明者らが解析した結果、最大では40%以上の高い歪みまで変形が進んでいるものの、吸収エネルギー全体の約70%以上が、高速の応力-歪み線図の10%以下の歪み範囲で吸収されていることを見いだした。従って、高速での衝突エネルギーの吸収能の指標として、10%以下での高速変形時の動的変形抵抗を採用した。特に、歪み量として3%~10%の範囲が最も重要であることから、高速引張り変形時の相当歪みで3%~10%の範囲の平均応力 σ_{dyn} をもって衝撃エネルギー吸収能の指標とした。

【0025】この高速変形時の3%~10%の平均応力 σ_{dyn} は、鋼材の静的な引張り強度($5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s)の歪み速度範囲で測定された静的な引張り試験における最大応力TS)の上昇に伴って大きくなるのが一般的である。従って鋼材の静的な引張り強度を増加させることは部材の衝撃エネルギー吸収能の向上に直接寄与する。しかしながら、鋼材の強度が増加すると部材への成形性が劣化し、必要な部材形状を得ることが困難となる。従って、同一のTSで高い σ_{dyn} を持つ鋼材が好ましい。特に部材への加工時の歪みレベルが主に10%以下であることから、部材への成型時に考慮すべき形状凍結性等の成形性の指標となる低歪み領域での応力が低いことが成形性向上のためには重要である。

【0026】従って、 σ_{dyn} と $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10$

-3 (1/s)の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} の差が大きいほど静的には成形性に優れ、動的には高い衝撃エネルギーの吸収能を持つと言える。この関係で、特に $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000 \geq 40$ の関係を満足する鋼材は、実部材への成形性に優れると同時に衝撃エネルギー吸収能が他の鋼材に比べて高く、部材の総質量を増加させることなく衝撃エネルギー吸収能を向上させることができる。

【0027】本発明者らの実験検討の結果、同一レベルのTSに対して、 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st})$ は部材への加工が行われる以前の鋼板中に含まれる残留オーステナイト中の固溶炭素量[C]と鋼材の平均Mn等量質量% ($M_{neq} = Mn + (Ni + Cr + Cu + Mo) / 2$)によって変化することが見いだされた。残留オーステナイト中の炭素濃度は、X線解析やメスパウアー分光により実験的に求めることが出来、例えば、板状の資料に対してCo、Cu、FeのK α 線を用いたX線解析により、オーステナイトの(002)、(022)、(113)、(222)面の反射角度を測定し、「X線回折要論」、B. D. Cullicky著(松村源太郎訳)、株式会社アグネの第11章に記述されているように、反射角度から格子常数を計算し、 $\cos^2 \theta = 0$ (但し θ は反射角度)に外挿する事で得られる格子常数の値から、オーステナイトの格子常数とオーステナイト中の固溶C濃度との関係(例えばR. C. Ruhl and M. Cohen, Transaction of The Metallurgical Society of AIME, vol. 245 (1969) pp. 241-251に記述されている式[1]即ち、格子常数 $= 3.572 + 0.033 \times (\text{質量}\%C)$ の関係)を用いてオーステナイト中のC濃度に換算する事によってなされる。また、オーステナイトの格子常数に及ぼすその他の元素の効果はそれほど大きく無いことから、無視しても差し支えないことがわかっている。

【0028】本発明者らが行った実験結果から、この様にして得られた残留オーステナイト中の固溶C[C]と鋼材に添加されている置換型合金元素から求められる M_{neq} を用いて計算される値($M = 678 - 428 \times [C] - 33 \times M_{neq}$)が-140以上180以下の場合に、同一の静的な引張り強度TSに対して大きな $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st})$ を示すことが見いだされた。このときMが180超では、残留オーステナイトが低歪み領域で硬質のマルテンサイトに変態することから、成形性を支配する低歪み領域での静的な応力を上昇させてしまい、形状凍結性等の成形性を劣化させるのみならず、 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st})$ の値を小さくすることから、良好な成形性と高い衝撃エネルギー吸収能の両立が得られないためにMを180以下とした。また、Mが-140未満の場合には、残留オーステナイトの変態が高い歪み領

域に限定されるために、良好な成形性は得られるものの ($\sigma_{dyn}-\sigma_{st}$) を増大させる効果がなくなることからMの下限を-140とした。

【0029】 残留オーステナイトの量は例えばMoのK α 線を用いたX線解析によりフェライトの(200)面、(211)面及びオーステナイトの(200)面、(220)面、(311)面の積分反射強度をもちいて、Journal of The Iron and Steel Institute, 206(1968) p60に示された方法にて算出できる。また、体積分率最大の相であるフェライト又はベイナイトはナイトール腐食写真を元に画像処理もしくはポイントカウント法などを用いて測定することができる。

【0030】 相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率の測定も上記の方法によって行うことができる。この時、予変形後の残留オーステナイト体積分率が2.5%未満になると、衝撃エネルギー吸収能が著しく劣化するために、これを相当歪みで0%超10%以下の予変形を与えた後の残留オーステナイト体積分率の下限值とした。予変形後の残留オーステナイト体積分率の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、その量(%)が鋼板のC濃度(質量%)の120倍を超える場合にはオーステナイトの安定性が十分でなく、結果として成形性や衝撃エネルギー吸収能を低下させるために120×C(%)以下とする事が好ましい。

【0031】 ここで、予変形の様式は、単軸引張り、曲げ、プレス成形、鍛造、圧延、造管、拡管等のどの様な変形様式でもかまわない。また、この予変形前後での残留オーステナイト体積分率の比が0.4未満である場合には、衝撃エネルギー吸収能に及ぼす残留オーステナイトの効果が見れないためにこれを下限値とした。また、この比の上限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、今想定している最大の予変形量である相当歪みで10%の予変形を与えた際に、この比が0.9を超えるような場合には、残留オーステナイトが必要以上に安定となり、効果が小さくなるため、相当歪みで10%の予変形を与えた際の予変形前後での残留オーステナイト体積分率の比は0.9以下とすることが好ましい。

【0032】 体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に比べ、残留オーステナイトの平均粒径が大きくなると、残留オーステナイトの安定性そのものが低下し、成形性も衝撃エネルギー吸収能も低下させるために、残留オーステナイト粒はできるだけ細粒にすることが好ましい。特に体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に対する残留オーステナイトの平均粒径の比が0.6超となった場合にはこの傾向が顕著であるために、これを粒径比の上限とした。この比の下限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができる

が、残留オーステナイト粒を極度に細粒化することは必要以上にオーステナイトを安定化することによって残留オーステナイトの効果を小さくするため、体積分率最大の相であるフェライトやベイナイトの粒径に対する残留オーステナイトの平均粒径の比は0.05以上であることが好ましい。

【0033】 製造条件：熱延後冷延・焼鈍して本発明の鋼板を製造する場合には、所定の成分に調整されたスラブを鍛造ままもしくは一旦冷却した後再加熱して熱延を行い、その後酸洗し、冷延後連続焼鈍することで最終製品とする。この時、熱延完了温度は鋼の化学成分によって決まるA_{r3}変態温度以上で行うのが一般的であるが、A_{r3}から10℃程度低温までであれば最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷却後の巻取温度は鋼の化学成分によって決まるベイナイト変態開始温度以上とすることで、冷延時の荷重を必要以上に高めることがされが、冷延の全圧下率が小さい場合にはこの限りでなく、鋼のベイナイト変態温度以下で巻き取られても最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷延の全圧下率は、最終板厚と冷延荷重の関係から設定されるが、40%以上であれば最終的な鋼板の特性を劣化させない。

【0034】 冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度A_{c1}及びA_{c3}温度(例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273)で表現される $0.1 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ ℃未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に安定して残留オーステナイトを残すことができないためにこれを焼鈍温度の下限とした。また焼鈍温度がA_{c3}+50℃を超えても何ら鋼板の特性を改善することができない一方で製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限をA_{c3}+50℃とした。この温度での焼鈍時間は鋼板の温度均一化とオーステナイトの確保のために10秒以上が必要である。しかし、3分超では、効果が飽和するばかりでなくコストの上昇を招くのでこれを上限とした。

【0035】 その後の一時冷却はオーステナイトからフェライトへの変態を促して、未変態のオーステナイト中にCを濃化させてオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。この冷却速度が1℃/秒未満にすることは、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じるために、この冷却速度の下限を1℃/秒とした。一方、冷却速度が10℃/秒超の場合にはフェライト変態が十分に起こらず、最終的な鋼板中の残留オーステナイト確保が困難となるためにこれを上限とした。この一時冷却が550℃未満まで行われると、冷却中にパーライトが生成し、オーステナイト安定化元素であるCを浪費し、最終的に十分な量の残留オーステナイトが得られないため

に、これを下限とした。しかしながら、冷却が700℃超までしか行われなかった場合にはフェライト変態の進行が十分ではないのでこれを上限とした。

【0036】引き続き行われる二次冷却の急速冷却は、冷却中にパーライト変態や鉄炭化物の析出などが起こらないような冷却速度として最低10℃/秒以上が必要となる。但しこの冷却速度を200℃/秒超にすることは設備能力上困難であることから、10～200℃/秒を冷却速度の範囲とした。この二次冷却の冷却停止温度が320℃以下の場合には、得られる残留オーステナイトの特性が好ましくなく、最終的に得ようとする($\sigma_{dyn}-\sigma_{st}$)の値を低下させる為に、320℃超を下限とした。また、二次冷却停止温度が500℃超の場合には、必要な量の残留オーステナイトを得ることができないために、これを上限とした。

【0037】鋼板中に残留しているオーステナイトを室温で安定にするためには、その一部をベイナイトへ変態させる事でオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることが必須である。二次冷却停止温度がベイナイト変態処理のために保持される温度より低温である場合には、保持温度まで加熱される。このときの加熱速度は5℃/秒～50℃/秒の範囲であれば最終的な特性を劣化させることはない。また逆に、二次冷却停止温度がベイナイト処理温度よりも高温の場合は、ベイナイト処理温度まで5℃/秒～200℃/秒の冷却速度で強制的に冷却しても、あらかじめ目標温度が設定された加熱ゾーンの直接搬送されても、鋼板の最終的な特性を劣化させない。

【0038】一方、鋼板が320℃以下で保持された場合には、鋼板の静的な変形抵抗が上昇し、加工性と衝撃エネルギー吸収能の両立を示す($\sigma_{dyn}-\sigma_{st}$)の値を低下させる為に、320℃超を下限とした。また500℃超に保持された場合には、十分な量の残留オーステナイトを確保できないことから、保持温度の範囲を320℃超～500℃とした。このとき、320℃超～500℃での保持時間が15秒未満ではベイナイト変態の進行が十分でないことから最終的に必要な量の残留オ-

ステナイトを得ることができず、また、20分超ではベイナイト変態の後に鉄炭化物の析出やパーライト変態が起こり、残留オーステナイト生成に不可欠なCを浪費してしまい、残留オーステナイトを得ることができなくなるために保持時間を15秒から20分の範囲とした。ベイナイト変態を促進させる為に行う320℃超～500℃の保持は、等温での保持であっても、または、この温度範囲であれば温度変化があっても最終的な鋼板の特性を劣化させることはない。この様な鋼板は、この後スキンプラス圧下や表面処理が施されても、本発明の範囲の条件を満たせば、なんらその特性を劣化させるものではない。

【0039】

【実施例】(実施例1)表2に示す25種類の鋼材を1100℃～1250℃の範囲に加熱し、A_{r3}変態温度以上で熱延を完了し、冷却後各鋼の化学成分で決まるベイナイト変態開始温度以上で巻き取った鋼帯を酸洗後、冷延して1.0mm厚とした。その後、各鋼の成分から $A_{c1}=723-10.7 \times Mn\%-16.9 \times Ni\%+29.1 \times Si\%+16.9 \times Cr, A_{c3}=910-203 \times (C\%)^{1/2}-15.2 \times Ni\%+44.7 \times Si\%+104 \times V\%+31.5 \times Mo\%-30 \times Mn\%-11 \times Cr\%-20 \times Cu\%+700 \times P\%+400 \times Al\%+400 \times Ti\%$ 、で計算される A_{c1} 変態温度及び A_{c3} 変態温度から計算される温度 $(A_{c1}+A_{c3})/2$ に90秒加熱し、5℃/秒で670℃まで冷却した後100℃/秒で300℃まで冷却し、再加熱後400℃で5分のベイナイト変態処理を行った後に室温まで冷却した冷延鋼板の動的な特性を調査し、静的な特性と比較した結果を表3に示した。鋼の成分が本発明の範囲内のものについては表中の*1の欄に示した値すなわち、 $(\sigma_{dyn}-\sigma_{st}) \times TS/1000$ が40以上であることがわかる。

【0040】

【表2】

表 2

記号	化 学 成 分																(質量%)	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	V	B		
P 1	0.05	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003	0.30									本 発 明 範 疇	
P 2	0.12	1.20	1.50	0.012	0.005	0.050	0.002	0.30										
P 3	0.20	1.20	1.50	0.008	0.002	0.040	0.003	0.30										
P 4	0.26	1.20	1.50	0.007	0.003	0.050	0.002	0.10										
P 5	0.12	2.00	0.50	0.008	0.003	0.040	0.003	0.30	0.8									
P 6	0.12	1.80	0.15	0.007	0.002	0.030	0.003	0.30		1.8								
P 7	0.12	1.20	1.00	0.013	0.003	0.050	0.002	0.20			0.6							
P 8	0.12	1.20	0.15	0.012	0.005	0.040	0.003	0.80	1.5			0.2						
P 9	0.12	1.20	1.20	0.010	0.003	0.040	0.003	0.80		2.0								
P 10	0.10	0.50	1.50	0.013	0.005	1.200	0.002	0.80										
P 11	0.14	0.01	1.50	0.012	0.003	1.500	0.002	0.80										
P 12	0.25	1.50	2.00	0.012	0.005	0.040	0.002	0.80								0.002		
P 13	0.15	1.00	1.70	0.100	0.003	0.050	0.003	0.80										
P 14	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003	0.50					0.01					
P 15	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003	0.50						0.02				
P 16	0.10	1.20	1.50	0.008	0.003	0.040	0.003	1.20					0.02		0.01			
C 1	0.02	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003	0.20									比 較 範 疇	
C 2	0.35	1.00	1.20	0.008	0.002	0.050	0.003	0.20										
C 3	0.12	0.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.002	0.20										
C 4	0.12	3.50	1.50	0.010	0.003	0.050	0.003	0.20										
C 5	0.10	1.50	1.50	0.250	0.003	0.040	0.003	0.20										
C 6	0.12	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003	—								0.012		
C 7	0.10	1.20	1.50	0.010	0.003	0.040	0.003	0.20	1.5		1.0							
C 8	0.12	1.50	0.10	0.010	0.002	0.050	0.003	0.20	0.2									
C 9	0.12	1.20	1.50	0.010	0.002	0.040	0.003	0.20					0.20	0.15				

(注) アンダーラインは本発明の範囲外であることを示す

【0041】

【表3】

表 3

No	鋼	主 相	残留 γ 量 (Vg0%)	M値	予変形後 残留 γ 量 (Vg5%)	V_{g5}/V_{g0}	静的TS (MPa)	σ_{dyn-st} (MPa)	*1	備 考
1	P1	フェライト	3.6	-45	2.8	0.77	576	154	89	本 発 明 例
2	P2	フェライト	7.5	-68	5.0	0.66	653	145	85	
3	P3	フェライト	12.5	21	7.6	0.61	812	128	104	
4	P4	フェライト	13.8	2	8.2	0.59	936	88	82	
5	P5	フェライト	7.1	-67	4.1	0.57	881	125	85	
6	P6	フェライト	7.1	12	4.0	0.56	889	158	106	
7	P7	フェライト	6.0	61	4.0	0.67	837	141	90	
8	P8	フェライト	7.5	89	3.9	0.52	732	126	92	
9	P9	フェライト	8.1	-91	4.0	0.49	748	129	86	
10	P10	フェライト	6.6	-87	4.5	0.68	597	167	100	
11	P11	フェライト	9.3	-54	5.1	0.55	819	185	115	
12	P12	ベイナイト	16.3	71	8.7	0.53	1176	55	65	
13	P13	フェライト	8.3	-33	5.1	0.61	796	119	95	
14	P14	フェライト	5.1	59	2.9	0.58	667	134	88	
15	P15	フェライト	7.2	115	3.6	0.50	679	126	86	
16	P16	フェライト	6.1	82	3.1	0.51	703	139	98	
17	C1	フェライト	<u>1.0</u>	<u>195</u>	<u>0.4</u>	<u>0.42</u>	<u>602</u>	<u>68</u>	<u>38</u>	比 較 例
18	C2	ベイナイト	<u>23.6</u>	<u>224</u>	<u>7.3</u>	<u>0.31</u>	<u>1089</u>	<u>0</u>	<u>0</u>	
19	C3	フェライト	<u>0.0</u>	<u>—</u>	<u>0.0</u>	<u>—</u>	<u>570</u>	<u>42</u>	<u>24</u>	
20	C4	ベイナイト	<u>7.9</u>	<u>228</u>	<u>3.7</u>	<u>0.47</u>	<u>865</u>	<u>28</u>	<u>24</u>	
21	C5	フェライト	<u>6.7</u>	<u>195</u>	<u>2.3</u>	<u>0.35</u>	<u>849</u>	<u>29</u>	<u>25</u>	
22	C6	フェライト	<u>9.7</u>	<u>209</u>	<u>3.1</u>	<u>0.32</u>	<u>716</u>	<u>33</u>	<u>24</u>	
23	C7	フェライト	<u>6.8</u>	<u>211</u>	<u>1.8</u>	<u>0.27</u>	<u>916</u>	<u>28</u>	<u>26</u>	
24	C8	フェライト	<u>0.0</u>	<u>—</u>	<u>0.0</u>	<u>—</u>	<u>515</u>	<u>31</u>	<u>16</u>	
25	C9	ベイナイト	<u>5.9</u>	<u>233</u>	<u>2.1</u>	<u>0.36</u>	<u>758</u>	<u>42</u>	<u>32</u>	

注1) *1: $(\sigma_{dyn-\sigma st}) \times TS / 1000$

注2) アンダーラインは本発明の範囲外であることを示す

注3) V_{g0} , V_{g5} はそれぞれ予変形前、相当量で5%予変形後の残留オーステナイト体積分率を示す

【0042】（実施例2）表2に示した本発明の成分範囲内である鋼P2を用いて、焼鈍条件を変化させた場合の特性を調査した結果を表4に示す。P2鋼の A_{c1} 、 A_{c3} 変態温度は742、848℃と計算された。熱延鋼板を酸洗後1.0mm厚まで冷延し、各種の焼鈍条件で焼鈍した。No. 1は焼鈍温度が本発明範囲外であり、必要量の残留オーステナイトが得られていない。また、No. 2は一次冷却の冷却停止温度が500℃と本発明の範囲外であるために、冷却中に生成したパーライトにより、残留オーステナイトの確保が阻害されている。また、No. 3は二次冷却の冷却速度が本発明外であるために、冷却中に生成したパーライトにより、残留オーステナイトの確保が達成されていない。また、No. 7は二次冷却速度及びベイナイト変態処理温度が高すぎて、鉄炭化物の生成により残留オーステナイトの確保が出来ていない。更に、No. 9では、焼鈍温度を必要以上に高温としたために、組織の粗大化がすすみ、残留オーステナイトの粒径が大きくなり、結果として十分な動的変形抵抗と静的変形抵抗の差を得ることがで

きない。他の例はすべて本発明の例であり、焼鈍条件が本発明の範囲内であれば所定の変形抵抗の上昇（ $\sigma_{dyn-\sigma st}$ ）が得ることがわかる（表中の*1の欄の値が40以上）。

【0043】

【表4】

表 4

No	鋼 種	Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	焼 却 条 件						焼却温度 (℃)	焼却時間 (分)	一次冷却 速度 ℃/秒	一次冷却 停止温度 (℃)	二次冷却 速度 ℃/秒	二次冷却 停止温度 (℃)	ベイナイト 処理温度 (℃)	残留 量 (%)	dp/d (μ)	M 値	千変形 率 T (%)	V ₆₅ / V ₆₀	静的TS (MPa)	動的TS (MPa)	σ _{dyn} - σ _{st} (MPa)	比 較 値	比 較 値	比 較 値
1		742	848	750	90	90	5	570	100	400	400	100	400	400	400	400	1.5	0.8	105.4	0.7	0.48	843	843	85	23	23	23
2		742	848	800	90	90	5	500	100	400	400	100	400	400	400	400	0	—	—	0.0	—	530	530	31	20	20	20
3		742	848	800	90	90	5	870	100	250	250	100	250	250	250	250	7.1	0.3	208.5	2.9	0.41	694	694	40	28	28	28
4		742	848	800	90	90	5	870	100	350	350	100	350	350	350	350	5.8	0.3	188.3	3.3	0.57	588	588	158	33	33	33
5	P2	742	848	800	90	90	5	870	100	400	400	100	400	400	400	400	8.1	0.4	115.4	4.1	0.87	822	822	168	103	103	103
6		742	848	800	90	90	5	870	100	400	400	100	400	400	400	400	6.8	0.4	130.0	4.1	0.81	848	848	171	110	110	110
7		742	848	800	90	90	5	870	100	550	550	100	550	550	550	550	0	—	—	0.0	—	644	644	28	17	17	17
8		742	848	855	90	90	5	870	100	400	400	100	400	400	400	400	5.1	0.8	208.5	2.6	0.51	713	713	48	33	33	33
9		742	848	800	90	90	5	870	100	400	400	100	400	400	400	400	6.1	0.4	140.0	4.8	0.78	847	847	144	83	83	83

注1) *1: $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000$
 注2) *2: dp/d は焼却停止温度と主相であるフェライトもしくはベイナイトの平均粒径の比を示す
 注3) アンダーラインは本発明の範囲外であることを示す

【0044】

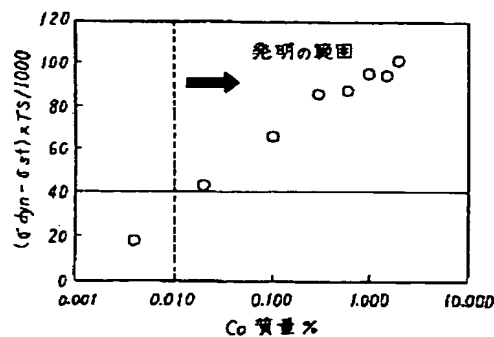
【発明の効果】本発明により、自動車の軽量化と衝突安全性の確保の要求に応えることのできる高い動的変形抵抗を有する良加工性高強度冷延鋼板を確実に提供することができる。

【図面の簡単な説明】

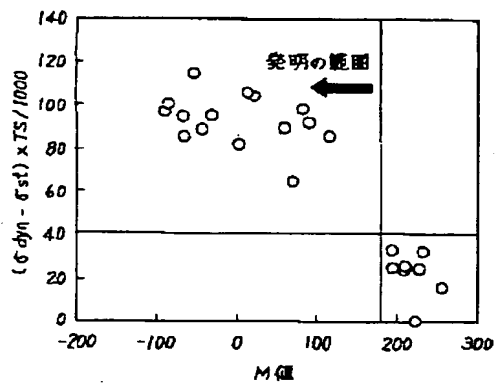
【図1】本発明における、加工性と衝撃エネルギー吸収能のバランスを表す $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st}) \times TS / 1000$ とCo添加量の関係を示す。

【図2】本発明における、衝突時の衝撃エネルギー吸収能の指標である、 $5 \times 10^2 \sim 5 \times 10^3$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{dyn} と $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-3}$ (1/s) の歪み速度範囲で変形した時の3~10%の相当歪み範囲における変形応力の平均値 σ_{st} の差 $(\sigma_{dyn} - \sigma_{st})$ と静的な素材強度との関係である。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA10
 EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
 EA19 EA20 EA23 EA27 EA28
 EA31 EA32 EB05 EB06 EB07
 EB08 EB09 EB12 FA02 FA03
 FC03 FE02 FE03 FH01 FJ05
 FJ06 FK02 FL03 JA06